بررسی رفتار شکست نمونه های کامپوزیتی زمینه آمورف حجمی $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{100-x}Nb_x$ با تقویت کننده سیم تنگستن، حین آزمون فشار تک محوری*

مرتضی محمودان[۱] رضا غلامی پور[۲] شمس الدین میردامادی[۳] سعید ناطق[٤]

چکیده

کامپوزیت‌های $W/\ (Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{100-x}Nb_{(x=0,\ 2)}$ به روش فلزخورانی در دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۵ دقیقه تولید شدند. خواص ساختاری و مکانیکی کامپوزیت‌های تولید شده با این روش، به ترتیب توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی و آزمون فشار تک محوری مورد بررسی قرار گرفتند. بر اساس نتایج حاصل از خواص مکانیکی و ریزساختاری، در نمونه $X=2$، سطح شکست عمدتا از نوع سطح شکست رگه ای بوده و با افزایش میزان چگالی ساختارهای رگه ای، شکل پذیری پلاستیک نیز به ۲۸ درصد افزایش یافت. همچنین در نمونه بدون افزودنی نیوبیم، فازهای بین فلزی ثانویه (W_2Zr و W_5Zr_3) (که خود از محل‌های جوانه زنی ترک هستند) به عنوان مکان‌های تمرکز تنش عمل کرده و سطح شکست در این نمونه کامپوزیتی عمدتا از نوع مسطح بوده و با تبدیل سریع باندهای برشی به ترک، شکل پذیری پلاستیک کامپوزیت کاهش یافت.

واژه‌های کلیدی کامپوزیت، شیشه فاز حجمی، نیوبیم، سطح شکست

Investigation of Failure Behavior of W/ $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{100-x}Nb_x$ Composites during Compression Test

M. Mahmoodan R. Gholamipour Sh. Mirdamadi S. Nategh

Abstract

$(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{100-x}Nb_{(x=0,\ 2)}$ bulk metallic glass matrix/tungsten wire composites were fabricated by infiltration process at 950 °C and 15 minute processing time. Structural studies and mechanical behaviors of the materials were investigated by scanning electron microscopy and compressive tests, respectively. Based on the results, the fracture surface in the composite sample with X=2 was vein like pattern and with increase of the vein's intensity in the matrix, the ductility reached 28%. In the niobium-free composite sample the secondary intermetallic phases of (W_2Zr , W_5Zr_3) (as the crack nucleation sites) act as the stress concentration sites and the fracture surface changed to smooth mode. In addition, the composite ductility was reduced because of the rapid convection of shear bands to cracks.

Keywords Composite, Bulk Metallic Glass, Niobium, Fracture Surface

---

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۵/۵/۲۷ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۵/۷/۲۸ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشجوی دکتری دانشکده مواد دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات تهران.

(۲) نویسنده مسئول: دانشیار سازمان پژوهشهای علمی و صنعتی ایران. Email: rgholamipour@gmail.com

(۳) استاد دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات تهران.

(٤) استاد دانشگاه آزاد اسلامی واحد علوم و تحقیقات تهران.

DOI: 10.22067/ma.v30i1.58225

مقدمه

شیشه فلزات حجمی علی رغم داشتن استحکام و سختی بالا، به علت تشکیل باند های برشی موضعی در حین فشار و کشش دارای کرنش پلاستیک محدودی بوده و تردند، لذا به آسانی دچار شکست ناگهانی می شوند [1-5]. به منظور غلبه بر این مشکل و افزایش شکل پذیری پلاستیک در مواد مهندسی مذکور، از ذرات و الیافی مانند تانتالیوم و تنگستن به عنوان تقویت کننده استفاده کرده، اقدام به تولید کامپوزیتهای درجا و غیر درجا می کنند تا بدین وسیله با تولید باندهای برشی چند تایی سبب افزایش کرنش پلاستیک و نهایتا افزایش شکل پذیری پلاستیک شوند [6-8,32,33]. در میان کامپوزیتهای زمینه شیشه فلز حجمی، کامپوزیتهای زمینه شیشه فلز حجمی پایه زیرکونیم به دلیل داشتن خواص مکانیکی مطلوب مانند استحکام و سختی بالا مورد توجه قرار گرفته اند [9-15,26]. در حین عملیات فلزخورانی جهت تولید کامپوزیت‌های زمینه شیشه فلز حجمی پایه زیرکونیم با تقویت کننده تنگستن، به دلیل افزایش میزان حل شدن جزئی زیرکونیم و سایر عناصر موجود در زمینه کامپوزیت با تنگستن با افزایش دما، ترکیب شیمیایی زمینه به خصوص در نواحی لایه های واکنشی، از ترکیب اولیه فراتر رفته و این عامل سبب تشکیل برخی جوانه های فازهای بین فلزی ثانویه می گردند که به تدریج این جوانه ها مستقیما در داخل زمینه رشد یافته و به این ترتیب فازهای بین فلزی ثانویه در فصل مشترک کامپوزیت تشکیل می شوند. گزارش شده است که برخی از عناصر مانند نیوبیم و تانتالیوم تا حد زیادی از تشکیل فازهای مذکور جلوگیری می کنند و از طریق مکانیزم‌های متفاوت سبب بهبود خواص ساختاری و مکانیکی کامپوزیت‌های تولید شده زمینه آمورف حجمی زیرکونیوم با تقویت کننده ذرات و الیاف (کامپوزیت‌های تولید شده به روش درجا و غیر درجا) می گردند [16-18 و [29-31]. شیشه فلزات در دمای کم و نرخ کرنش بالا به صورت غیر یکنواخت تغییر شکل می‌یابند. بدین ترتیب که در دمای اتاق عمدتاً تغییر شکل غیر یکنواخت است و علت آن جوانه زنی و گسترش نوارهای برشی است. به طور کلی جریان پلاستیک شیشه فلزات حجمی به طور موضعی و در نتیجه بالا رفتن دما در داخل باندهای برشی اتفاق می افتد. بدین معنی که درحین آزمون فشار، کرنش زیادی در نوارهای برشی متمرکز می شود که وقتی نمونه می شکند، آزاد شده و منجر به افزایش قابل ملاحظه ی دما در داخل باندهای برشی می شود. این افزایش دما به حدی بالاست که می تواند منجر به نرم شدن موضعی یا ذوب شود که حاصل آن الگوی شکست رگه ای در شیشه فلزات حجمی است [12,25,27,34]. سطوح شکست کامپوزیت های زمینه شیشه فلز حجمی به علت حضور فازهای بین فلزی ثانویه متفاوت و پیچیده تر است. بسته به کسر حجمی فازهای بین فلزی ثانویه، معمولاً شکل پذیری پلاستیک تا سطح مشخصی افزایش می یابد و با افزایش بیشتر کسر حجمی فاز بلوری شروع به کاهش می کند. به علاوه، با افزایش کسر حجمی فازهای بین فلزی ثانویه، کسر حجمی و اندازه ساختار رگه ای کاهش می یابد [25]. در برخی مواد، در حین تغییر شکل پلاستیک به واسطه اعمال فشار تک محوری، الگوی شکست رگه ای همراه با الگوی رودخانه ای و مناطقی مسطح نیز مشاهده شده است. علت تشکیل الگوی رودخانه ای تنشهای نرمالی هستند که به صورت موضعی بر صفحه ی برش عمل می کنند [19-21,25]. در این تحقیق، رفتار شکست نمونه های کامپوزیتی $W/\ (Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{100-x}Nb_{(x=0,\ 2)}$ تحت آزمون فشار تک محوری مورد بررسی قرار گرفته است.

مواد و روش تحقیق

جهت تولید آلیاژ $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{100-x}Nb_{(x=0,\ 2)}$ از روش ذوب مجدد قوس الکتریک (Vacuum arc remelting) تحت خلاء استفاده شد. برای این منظور محفظه ذوب، تحت خلاء بالا ($۴/۵\times۱۰^{-۵}$ میلی‌بار) و با

گاز آرگون بسیار خالص (۹۹/۹۹۹۹٪) شستشو گردید. عملیات ذوب سه مرتبه تکرار شد تا مذابی همگن تولید گردد. سپس شیشه فلز حجمی به روش ریخته گری مکشی به قطر٤ میلی‌متر تولید گردید. سیمهای تنگستن به قطر ۱ میلی‌متر و به طول ۵۰ میلی‌متر پس از برش و شستشو در الکل اتانول و استون در حمام اولتراسونیک به مدت ۲۰ دقیقه، به صورت منظم در قالب فولادی قرار داده شدند. درصد حجمی سیمهای تنگستن ۷۰ درصد بود. جهت تهیه نمونه های کامپوزیتی، عملیات حرارتی فلزخورانی در دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۱۵ دقیقه تحت فشار گاز آرگون bar ۳/۵ انجام شد. سپس نمونه ها در آب به سرعت سرد شدند و بدین ترتیب کامپوزیت فوق تهیه شد. از آزمون فشار تک محوری جهت بررسی خواص مکانیکی نمونه های کامپوزیتی استفاده شد. جهت انجام این آزمون از دستگاه (SANTAM) مدل (STM 250) استفاده شد. آماده‌سازی نمونه ها (به قطر٤ و طول ۸ میلی‌متر) پس از برش دقیق آنها توسط دستگاه میکروکاتر و صاف کردن سطح نمونه‌-ها توسط سمباده انجام گرفت. نرخ کرنش اعمالی 10^{-4} بر ثانیه در نظر گرفته شد. جهت بررسی ریز ساختار کامپوزیت‌ها از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل (VEGA TESCAN) استفاده شد.

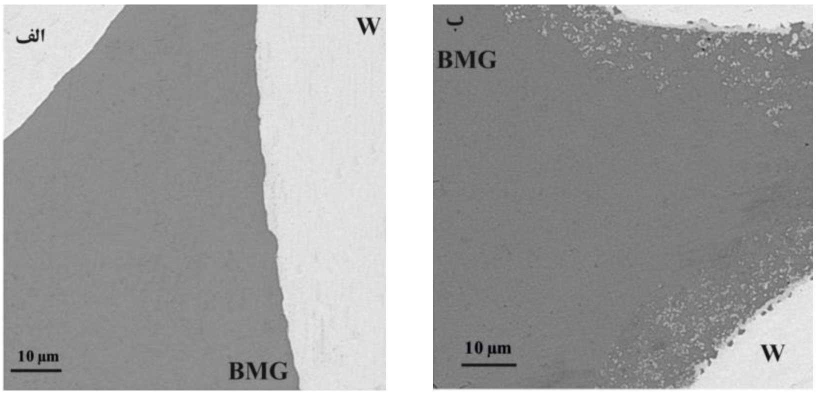
نتایج و بحث

در شکل (۱) تصاویر ریزساختاری حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی از نمونه های کامپوزیتی-$(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_{5})_{100}$ $_{x}Nb_{(x=0,2)}$ /W نشان داده شده است. با توجه به شکل (۱) مشاهده می شود که در نمونه بدون افزودنی نیوبیم، فازهای بین فلزی ثانویه در اطراف فصل مشترک کامپوزیت تشکیل شده اند در صورتی که در فصل مشترک نمونه حاوی دو درصد اتمی نیوبیم وجود فازهای بین فلزی ثانویه مشاهده نمی شود.

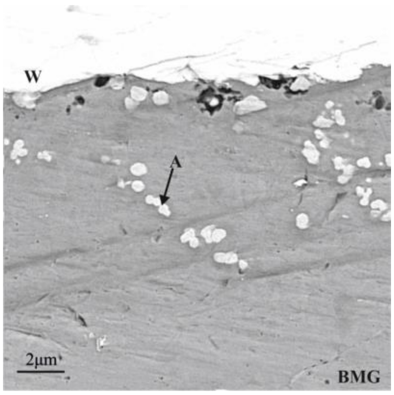
با کاهش میزان تنگستن در لایه واکنشی با افزایش دما، عناصری مانند (Ni ،Cu ،Al ،Zr) در خلال فرآیند فلز خورانی به درون سیم های تنگستن نفوذ پیدا کرده و لایه های به نسبت ضخیمی را ایجاد می نمایند که دلیل آن بالا بودن نسبی ثوابت نفوذ آنها به موازات نفوذ به عکس تنگستن از سیم های تقویت کننده است. با کاهش میزان تنگستن از یک حد مشخص در لایه واکنشی و تحت تاثیر شرایط تخریب دمایی، استحکام مرز دانه های تنگستن برای نگه داشتن انسجام دانه ها، کافی نخواهد بود که این عامل باعث شکل گیری ذرات غنی از تنگستن شده و این ذرات با افزایش دما و زمان فلزخورانی، به تدریج از رشته ها فاصله می گیرند. متعاقبا مقادیر زیرکونیم و سایر عناصر، به عکس در لایه های واکنشی با افزایش دما افزایش یافته و از این رو ترکیب شیمیایی زمینه کامپوزیت به خصوص در نواحی لایه های واکنشی از ترکیب اولیه فراتر رفته که سبب تشکیل برخی جوانه های فازهای بین فلزی ثانویه می گردند که به تدریج این جوانه ها مستقیما در داخل زمینه رشد یافته و ترکیبات و فازهای بین فلزی ثانویه را ایجاد خواهند نمود. Wang و همکارانش [22] در بررسی خواص ساختاری کامپوزیتهای زمینه آمورف حجمی پایه زیرکونیم با تقویت کننده سیم تنگستن، نشان دادند که ضریب نفوذ زیرکونیم در زمینه با افزودن نیوبیم به زمینه کاهش می یابد در نتیجه باعث می شود واکنش‌های متالورژیکی در فصل مشترک کاهش یابد. به نظر می رسد که مکانیزم اصلی تشکیل واکنشهای فصل مشترک، مبتنی بر انحلال رسوب موثر باشد. بدین نحو که تقویت کننده جامد در مذاب زمینه حل شده و لایه‌ای فوق اشباع را در نزدیک خود در حین فرآیند ریخته گری تشکیل می دهد و سپس رسوبات واکنش های فصل مشترکی، در خلال سرمایش در زمینه تشکیل می شوند. با توجه به دیاگرام فازی -W Zr حداکثر حد حلالیت تنگستن در مذاب زیرکونیم حدود ۸ درصد اتمی است. بررسی های دقیق نشان دادند که واکنش فصل مشترکی ذکر شده در کامپوزیت زمینه شیشه فلز حجمی $(Zr_{55}Al_{10}Ni_{5}Cu_{30})$ در واقع یک

واکنش پریتکتیک میان زیرکونیم مذاب در زمینه و رشته های تقویت کننده جامد تنگستن در حین فرآیند فلزخورانی خواهد بود [22-25].

در شکل (۲) تصویر ریزساختاری حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی از نمونه کامپوزیتی X=0 نشان داده شده است. همچنین درجدول (۱) آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) فاز موجود (A) در نزدیکی فصل مشترک نمونه کامپوزیتی فوق آورده شده است.



شکل ۱ تصاویر ریزساختاری حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_{5})_{100-x}Nb_{(x=0,2)}$ از نمونه های کامپوزیتی الف) X= 2 و ب) X= 0

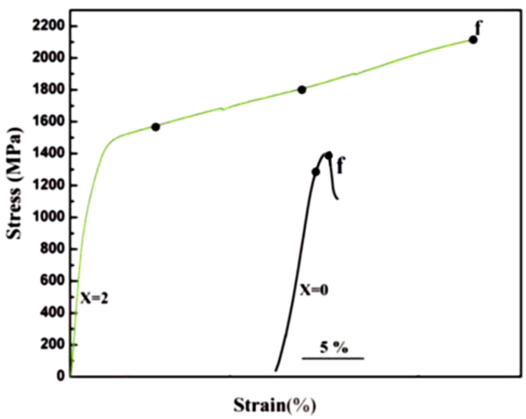


شکل ۲ تصویر ریزساختاری حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی نمونه X= 0

جدول ۱ آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس فاز موجود (A) در فصل مشترک نمونه X= 0

Spectra: 5-ZONE A				
Element	Series	unn. C [wt. -%]	Norm. C [wt. -%]	Atom. C [wt. -%]
Aluminium	K series	4.08	4.89	16.41
Nickel	K series	1.72	2.06	3.17
Copper	K series	9.13	10.93	15.57
Tungesten	L series	40.80	48.58	48.47
Zirconium	L series			16.38
Total: 83.5 %				

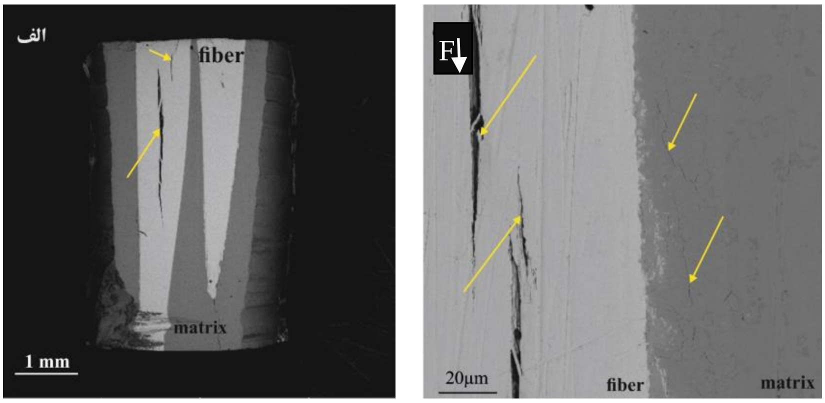
با توجه به نتایج حاصل از آنالیز طیف سنجی پراش انرژی پرتو ایکس و نتایج آزمون پراش پرتو ایکس (که در این مقاله آورده نشده است [23])، و با توجه به غلظت عناصر تنگستن و زیرکونیوم موجود در جدول (۱) و همچنین با تشکیل فاز پایدار (W_2Zr) و فاز شبه پایدار (W_5Zr) در نمودار دو تایی (W-Zr [24]) به احتمال زیاد، ذرات سفید رنگ موجود در زمینه و فصل مشترک نمونه کامپوزیتی X= 0 که در شکل (۲) نشان داده شده است، بیانگر وجود فازهای بین فلزی ثانویه (W_2Zr) می باشند.



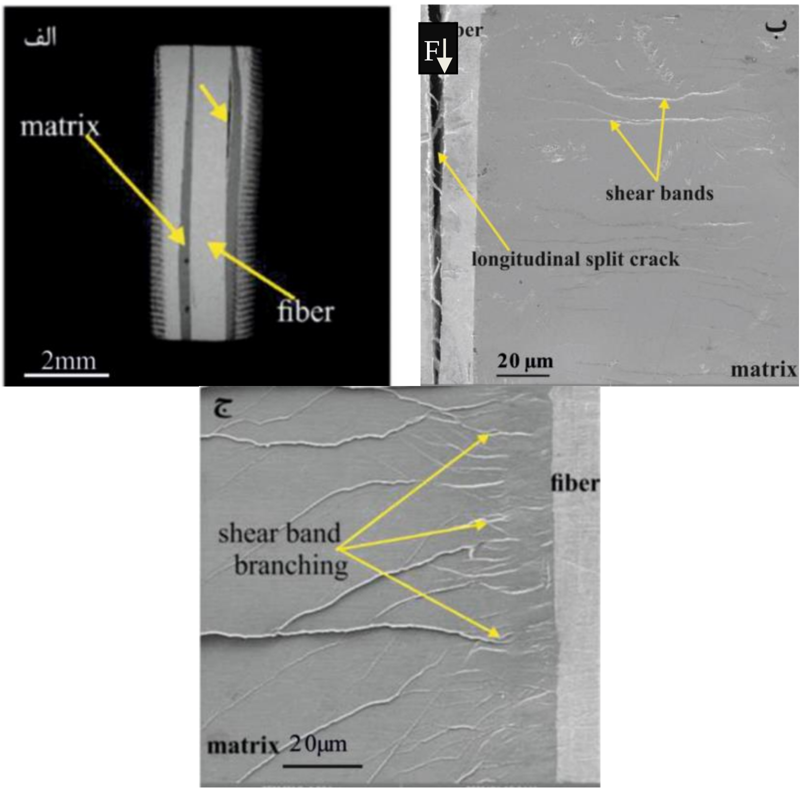
شکل ۳ نمودار تنش-کرنش مهندسی کامپوزیت‌های $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{100-x}Nb_{(x=0, 2)}$ /W (نقطه f بیانگر نقطه شکست کامپوزیت است)

در شکل (۳) به وسیله نمودار تنش-کرنش مهندسی، رفتار مکانیکی کامپوزیت‌های $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{100-x}Nb_{(x=0, 2}$ نشان داده شده است. با توجه به شکل مذکور می توان به اختلاف فاحش بین مقادیر استحکام فشاری و شکل پذیری پلاستیک حاصل از آزمون فشار تک محوری در نمونه های کامپوزیتی پی برد. به عبارت دیگر شکل پذیری پلاستیک و استحکام فشاری نمونه کامپوزیتی بدون افزودنی نیوبیم نسبت به نمونه حاوی افزودنی نیوبیم کاهش چشمگیری یافته است. با توجه به شکل (۳) شکل پذیری پلاستیک از ۳ درصد در نمونه بدون افزودنی نیوبیم به ۲۸ درصد در نمونه حاوی افزودنی نیوبیم افزایش یافته است. دلیل این موضوع را می توان با توجه به مشاهدات ریزساختاری (اشکال ۱ و ۲) به وجود فازهای بین فلزی ثانویه در نزدیکی فصل مشترک نمونه بدون افزودنی نیوبیم نسبت داد. فازهای مذکور محل های مناسبی جهت جوانه زنی و رشد ترک و در نهایت کاهش شکل پذیری پلاستیک کامپوزیت محسوب می گردند.

در اغلب نمونه های کامپوزیتی بالای ٦٠ درصد حجمی تقویت کننده که تحت آزمایش فشار تک محوری قرار می گیرند زمینه و تقویت کننده در ناحیه الاستیک هر دو به صورت الاستیک تغییر شکل می‌دهند. در حین تغییرشکل پلاستیک، زمینه تحت تنش شعاعی کششی قرار می گیرد و جوانه زنی ترک از زمینه آغاز می شود. به علت وجود تنش‌های کششی در زمینه، ترکها در زمینه گسترش پیدا کرده و از فصل مشترک عبور می کنند و به سیم های تنگستن (تقویت کننده) می رسند. در این مرحله ابتدا سیم‌هایی که در سطح خارجی کامپوزیت قرار دارند تحت تنش‌های فشاری قرار می گیرند. بعد از خم شدن (بشکه ای شدن) سیم‌های خارجی، زمینه فشرده شده و تنش آزاد شده از این طریق سبب کاهش استحکام سیم‌های تنگستن اطراف می شود. از طرفی سیم‌های مرکزی که تحت حمایت کامل از زمینه آمورف حجمی اطرافشان قرار دارند، به تنش‌های بالاتری جهت خم شدن نیاز دارند [3,23,27]. تنش مذکور، سبب افزایش چگالی نابجایی ها در سیم‌های تنگستن مرکزی شده و در نهایت سبب ایجاد کارسختی در کامپوزیت می گردد (شکل ۳). در ا شکال (٤) و (٥) تـصاویر ریز ساختاری حا صل از نمونه های کامپوزیتی $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{100-x}Nb_{(x=0, 2)}$ /W در نقطه شکست (نقطه f در نمودار تنش-کرنش در شکل ۳) نشان داده شده است.



شکل ٤ تصاویر ریز ساختاری حاصل از نمونه کامپوزیتی $W/(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_{5})_{100-x}Nb_{(x=0)}$ در نقطه شکست (نقطه f در نمودار تنش-کرنش در شکل ۳)



شکل ٥ تصاویر ریز ساختاری حاصل از نمونه های کامپوزیتی $W/(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_{5})_{100-x}Nb_{(x=2)}$ الف و ب) در نقطه شکست (نقطه f در نمودار تنش-کرنش در شکل ۳) و ج) نحوه انتشار و شاخه ای شدن باندهای برشی حین تغییر شکل پلاستیک.

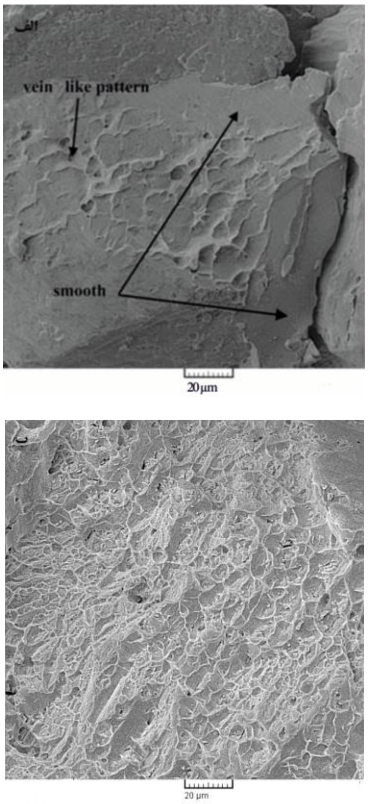
با مقایسه رفتار مکانیکی و ریز ساختاری نمونه های کامپوزیتی حاوی و بدون افزودنی عنصر دیرگداز نیوبیم در حین انجام آزمایش فشار تک محوری در مرحله شکست، می توان دریافت در هر دو نمونه کامپوزیتی، پس از بارگذاری نمونه ها تا مرحله شکست کامپوزیت، یک ترک طولی عمیق در سیم تنگستن (به عنوان تقویت کننده کامپوزیت)، ایجاد شده است. با این تفاوت که در نمونه حاوی عنصر دیرگداز نیوبیم، باندهای برشی مشاهده می شوند که در حال تبدیل شدن به ترک هستند. ولی در نمونه بدون افزودنی نیوبیم این باندهای برشی مشاهده نمی شوند (اشکال ٤-ب و ٥-ب). هنگامی که نمونه های کامپوزیتی تحت نیروی محوری فشاری قرار

می گیرند سیمهای تنگستن که در ناحیه خارجی زمینه قرار گرفته اند نسبت به آنهایی که در مرکز قرار گرفته اند تحت اعمال نیروی فشاری بیشتری قرار می گیرند لذا تحت این نیروی فشاری، خم شده و یک تنش عرضی کششی در وسط سیم تنگستن بوجود می آید. گزارش شده است که استحکام مرز دانه های تنگستن از تنش کششی حاصل از خم شدن سیم تنگستن به مراتب پایینتر بوده و نهایتا این عامل سبب بوجود آمدن یک ترک طولی عمیق در سیم تنگستن می‌گردد [27,28].

در نمونه کامپوزیتی بدون افزودنی نیوبیم، ایجاد ترک در زمینه درهمان مراحل اولیه تغییر شکل پلاستیک و گسترش آن به سمت فصل مشترک و در نهایت به داخل سیم تنگستن که به ایجاد ترک طولی عمیق در سیم تنگستن می انجامد، تعیین کننده رفتار مکانیکی نمونه کامپوزیتی بدون افزودنی نیوبیم می باشد. اما در هر حال در کامپوزیت‌های زمینه آمورف حجمی (حاوی و بدون افزودنی نیوبیم) باندهای برشی بعد از نقطه تسلیم ایجاد شده و تا مرحله شکست که به ترک تبدیل می شوند در زمینه گسترش می یابند. با این تفاوت که در نمونه بدون افزودنی نیوبیم، فازهای بین فلزی ثانویه (W_2Zr و W_5Zr_3) که خود از محلهای جوانه زنی ترک هستند، به عنوان مکانهای تمرکز تنش عمل کرده و سبب تبدیل سریع باندهای برشی به ترک می شوند. به عبارت دیگر باندهای برشی فرصت اشاعه و شاخه ای شدن را پیدا نمی کنند. به همین علت با کاهش اشاعه باند برشی و به دنبال آن عدم انتشار در زمینه آمورف حجمی، کاهش شکل‌پذیری پلاستیک درنمونه های بدون افزودنی نیوبیم نسبت به نمونه های حاوی افزودنی نیوبیم مشاهده می شود. لذا این موضوع می تواند دلیل اصلی تفاوت قابل ملاحظه میزان شکل پذیری پلاستیک نمونه حاوی افزودنی نیوبیم و نمونه بدون افزودنی نیوبیم می باشد.

در حالی که در نمونه حاوی افزودنی نیوبیم، به علت عدم تشکیل فازهای بین فلزی ثانویه، باندهای برشی تعیین کننده رفتار مکانیکی کامپوزیت می باشند. به نحوی که بعد از نقطه تسلیم، باندهای برشی اولیه تشکیل شده و در ادامه با برخورد به سیم تنگستن شاخه ای شده و در زمینه کامپوزیت گسترش می یابند (شکل ۵-ج) و در نقطه شکست باندهای برشی به ترک تبدیل می شوند و در نهایت یک شکاف طولی عمیق در سیم بوجود می آید (شکل ۵-ب).

در شکل (٦) تصاویر ریز ساختاری حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه-های کامپوزیتی نشان داده شده است.



شکل ٦ تصاویر ریزساختاری حاصل از میکروسکوپ الکترونی روبشی در حالت الکترون برگشتی از سطح شکست نمونه های الف) X=0 و ب) X=2.

با توجه به تصاویر میکروسکوپی حاصل از سطح شکست نمونه های کامپوزیتی می توان دریافت که میزان چگالی رگه ها در زمینه نمونه کامپوزیتی X=0 نسبت به نمونه های کامپوزیتی حاوی افزودنی نیوبیم کاهش یافته است. میزان چگالی ساختارهای رگه‌ای موجود در زمینه در نمونه های کامپوزیتی با زمینه آمورف حجمی زیرکونیوم که شکل پذیری پلاستیک بالاتری دارند،

نسبت به نمونه های کامپوزیتی با شکل پذیری پلاستیک پایینتر، بیشتر است [25]. بنابراین با توجه به توضیحات فوق و مقایسه آن با چگالی ساختار رگه ای در نمونه های حاوی و بدون افزودنی نیوبیم، می توان دریافت که در نمونه کامپوزیتی حاوی نیوبیم حین آزمون فشار تک محوری، به علت گسترش و انتشار بیشتر باندهای برشی، احتمال ذوب موضعی در داخل باندهای برشی و نرم شدن برشی (Shear softening) بیشتر از نمونه بدون افزودنی است که معدود باندهای برشی در آن به علت وجود فازهای بین فلزی ثانویه به ترک تبدیل می شوند.

نتیجه گیری

۱. با افزودن دو درصد اتمی نیوبیم به زمینه کامپوزیت، شکل پذیری پلاستیک از ۳٪ به ۲۸٪ افزایش می یابد.

۲. در نمونه بدون افزودنی نیوبیم، فازهای بین فلزی ثانویه به عنوان مکان‌های تمرکز تنش عمل کرده و به این ترتیب باندهای برشی فرصت اشاعه در زمینه و شاخه ای شدن را پیدا نکرده و با تبدیل سریع به ترک، شکل پذیری پلاستیک کامپوزیت کاهش می یابد.

۳. افزودن دو درصد اتمی نیوبیم به زمینه آمورف، نقش مهمی در تعیین نوع شکست نمونه های کامپوزیتی حین آزمون فشار تک محوری ایفا می کند. به طوری که سطح شکست کامپوزیت به تدریج از مدل رگه ای در نمونه حاوی نیوبیم به مدل مسطح در نمونه بدون افزودنی نیوبیم تغییر می یابد.

مراجع

1. Deng S.T., Diao H., Chen Y.L., Yan C., Zhang H.F., Wang A.M., Hu Z.Q., "Metallic glass fiber-reinforced Zr-based bulk metallic glass", *Scripta Materialia*, Vol. 64, No. 1, pp. 85-88, (2011).
2. Xidong H., Jialing Y., Meiling W., Wei D., Guoliang C., "Wetting angle and infiltration velocity of Zr base bulk metallic glass composite", *Intermetallics*, Vol. 14, pp. 931-935, (2006).
3. Dargoi D., Clausen B., Bourke M.A., "Investigation of thermal residual stress in tungsten-fiber/bulk metallic glass matrix composite", *Scripta Materialia*, Vol. 45, pp. 245-252, (2001).
4. Abdeljawad F., Fontus M., Haataja M., "Ductility of bulk metallic composites: microstructural effects", *Applied Physics Letters*, Vol. 98, pp. 031909, (2011).
5. Conner R.D., Dandliker R.B., Scruggs V., Johnson W.L., "Dynamic deformation behavior of tungsten fiber/metallic-glass matrix composites", *International Journal of Impact Engineering*, Vol. 24, pp. 435-444, (2000).
6. Li H., Li K., "Micromechanical modeling of tungsten-based bulk metallic glass matrix composites", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 429, pp. 115-123, (2006).
7. Qiao J., Zhang Y., "Effect of Nb content on the microstructures and mechanical properties of Zr-Ti-Cu-Be-Nb glass-forming alloys", *Intermetallics*, Vol. 19, pp. 149-153, (2011).
8. Zhang B.Y., Chen X.H., Wang S.S., Lin D.Y., Hui X.D., "High Strength Tungsten Wire Reinforced Zr-Based Bulk Metallic Matrix Composites Prepared By Continuous Infiltration Process", *Materials Letters*, Vol. 93, pp. 210-214, (2013).
9. Choi H., Lee S.Y., Conner R.D., "Mechanical Behavior of Mo and Ta Wire Reinforced Bulk Metallic

Glass Composites", *Scripta Materialia*, Vol. 58, No. 9, pp. 763-66, (2008).

10. Sun G.Y, Chen G., "Comparison of Microstructures and Properties of Zr-Based Bulk Metallic Glass Composites with Dendritic and Spherical Bcc Phase Precipitates", *Intermetallics*, Vol. 15, pp. 632-34, (2007).
11. Wang G., Chen D.M., Shen J., Stanchurski Z.H., Qin Q.H, Sun J.F, Zhou B.D., "Deformation Behavior of A Tungsten-Wire/Bulk Metallic Glass Matrix Composite In A Wide Strain Rate Range", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 352, pp. 3872-78, (2006).
12. Singh D., Mandal R.K., "Nanoindentation Characteristics of $Zr_{69.5}al_{7.5-x}ga_{x}cu_{12}ni_{11}$ Glass and Their Nanocomposites", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, pp. 8657-63, (2011).
13. Khademian N., Gholamipour R., "Fabrication and Mechanical Properties of a Tungsten Wire Reinforced Cu−Zr−Al Bulk Metallic Glass Composite", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 52, pp. 3079-84, (2010).
14. Qiu K.Q., Wang A.M., Zhang H.F, Deing B.Z., Hu Z.Q., "Mechanical Properties of Tungsten Fiber Reinforced Zr Bulk Metallic Glass Matrix Composite", *Intermetallics*, Vol. 10, pp. 1283-88, (2002).
15. Zhang Q.S, Zhang H.F., Ding B.Z., Hu Z.Q., "Compressive Fracture of $Zr_{55}cu_{30}al_{10}ni_{5}$ Bulk Amorphous Alloy at High Temperature", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 360, pp. 280-284, (2003).
16. Wang M.L., Chen G.L., Hui X., Zhang Y., Bai Z.Y., "Optimized Interface and Mechanical Properties of W Fiber/Zr-Based Bulk Metallic Glass Composites by Minor Nb Addition", *Intermetallics*, Vol. 15, No. 10, pp. 1309-15, (2007).
17. Zhang H., Li H., Wang A.M., "Synthesis and Characteristics of 80 Vol. % Tungsten (W) Fiber/Zr Based Metallic Glass Composite", *Intermetallics*, Vol. 17, pp. 1070-77, (2009).
18. Wei M., Hong K., Chen C., Jin L., Rui H., Li X., Lian Z., Heng F., "Interfacial Characteristics and Dynamic Mechanical Properties of Wf/Zr-Based Metallic Glass Matrix Composites", *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 18, pp. 77-81, (2013).
19. He G., Zhang Z.F., Loser Eckert W.J., Schults L., "Differences in compressive and tensile fracture mechanisms of $Zr_{59}Cu_{20}Al_{10}Ni_{8}Ti_{3}$ bulk metallic glass", *Acta Materialia*, Vol. 51, pp. 2383-2395, (2003).
20. Lee M.L., Li Y., Schuh C.A., "Effect of a controlled volume fraction of dendritic phases on tensile and compressive ductility in La-based metallic glass matrix composites", *Acta Materialia*, Vol. 52. pp. 4121-4131, (2000).
21. Kusy M., Kuhn U., Gebert A., "Fracture surface morphology of compressed bulk metallic glass-matrix composites and bulk metallic glass", *Intermetallics*, Vol. 14, pp. 982-986, (2006).
22. Meiling W., Midong H., Guoliang C., "Influence of Nb on the Interface Structure of Tungsten Fiber Reinforced Zr-based Bulk Metallic Glass Composites", *Materials Science Forum*, Vol. 475-479, pp. 3389-3392, (2005).
23. Mahmoodan M., Gholamipour R., Mirdamadi Sh., Nategh S., "Effect of Nb content on mechanical

behavior and structural properties of W/ $(Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5)_{100-x}Nb_x$ composite", submitted to Metallurgical and Materials Transactions A.

24. Miedemax A.R., Boerxx F.R., Boom R., "Model predictions for the enthalpy of formation of transition metal alloys", *Calphad*, Vol. 1, pp. 341-359, (1977).
25. Khademian N., Gholamipour R., "Study on microstructure and fracture behavior of tungsten wire reinforced Cu-based and Zr-based bulk metallic glass matrix composites", *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 365, pp. 75-84, (2013).
26. Zhang Z.F., Wu F.F., Gao W., Tan J., Wan, Z.G., "Wavy cleavage fracture of bulk metallic glass", *Applied Physics Letters*, Vol. 89, pp. 251917-1-251917-3, (2006).
27. Zhang H., Zhang Z.F., Wang Z.G., "Effect of Tungsten Fiber on Failure Mode of Zr Based Bulk Metallic Glassy Composite", *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 37, pp. 2459-69, (2006).
28. Chen J.H., Chen Y., Jiang M.Q., Chen X.W., Zhang H.F., Dai L.H., "On the compressive failure of tungsten fiber reinforced Zr-based bulk metallic glass composite", *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 69-70, pp. 428-441, (2015).
29. Ma G.F., Ye H., Zhang H.L., He C.L., Sun L.N., Zhang H.F., Hu Z.Q., "The relation between wetting and interfacial chemistry in the Zr-Based BMGs/W system", *Journal of Alloys and Compound*, Vol. 690, pp. 903-908 (2017).
30. He G., Zhang Z.F., Loser W., Eckert J., Schultz L., "Effect of Ta on glass formation, thermal stability and mechanical properties of a $Zr_{52.25}Cu_{28.5}Ni_{4.75}Al_{9.5}Ta_5$ bulk metallic glass", *Acta Materialia*, Vol. 51 pp. 2383-2395, (2003).
31. Cang F., Dongchun Q., Wilson T.W., Hahn C., Peter K. L., "As-cast Zr–Ni–Cu–Al–Nb bulk metallic glasses containing nanocrystalline particles with ductility", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 431, pp. 158-165, (2006).
32. Zheng W.Z., Wei Z., Guoqiang X., Inoue A., "Relation between glass and quasi-crystal formation in the Zr–Nb–Cu–Ni–Al alloys upon solidification", *Applied Physics Letterers*, Vol. 97, pp. 031919-2010, (2010).
33. Feng Q., Ping S., Tao L., Qichuan J., "Enhanced ductility in a $Zr_{65}Cu_{15}Al_{10}Ni_{10}$ bulk metallic glass by nanocrystallization during compression", *Material Design*, Vol. 36, pp. 168-71, (2012).
34. Xue Y.F., Cai H.N., Wang L., Wang F.C., Zhang H.F., "Dynamic compressive deformation and failure behavior of Zr-basedmetallic glass reinforced porous tungsten composite", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 445-446, pp. 275-280, (2007).